

# Hyper déformation plastique de polymère amorphe par extrusion coudée à aires égales

F. BOUAKSA<sup>a</sup>, T. TAMINE<sup>b</sup>

a. Université des Sciences et de la Technologie d'Oran, Laboratoire de Carburant Gazeux et Environnement (LCGE), BP-1505 El-M'naouar,

[fbouaksa@yahoo.fr](mailto:fbouaksa@yahoo.fr)

b. Université des Sciences et de la Technologie d'Oran, Laboratoire de Carburant Gazeux et Environnement (LCGE), BP-1505 El-M'naouar,

[tamine63@yahoo.fr](mailto:tamine63@yahoo.fr)

## Résumé :

*Le présent travail est centré sur l'étude de l'orientation des chaînes moléculaires, et les hétérogénéités de déformation se développant pendant l'extrusion à froid par le procédé ECAE d'un polymère amorphe tel que le polycarbonate (PC). Les résultats expérimentaux de l'évolution de la microstructure dans la matrice de ECAE à 90° ont été analysés en utilisant la diffraction aux rayons X (DRX). Un modèle viscohyperélastique-viscoplastique à partir de la méthode des éléments finis est présenté afin de décrire correctement la déformation du PC durant l'extrusion par le procédé ECAE à 90°. Le modèle est basé sur la physique et la microstructure du matériau. Les résultats numériques sont présentés et confrontés aux données expérimentales.*

## Abstract:

*This work focuses on the study of the orientation of the molecular chains, and the heterogeneities of deformation developing during cold extrusion process by the ECAE an amorphous polymer such as polycarbonate (PC). Experimental results of the evolution of the microstructure in the ECAE die to 90° were analyzed using X-ray diffraction (XRD). A viscohyperelastic-viscoplastic model based on the finite element method is presented in order to correctly describe the deformation of the PC during the extrusion process by the ECAE 90°. The model is based on the physical and the material microstructure. The numerical results are presented and compared with experimental data.*

**Mots clefs : ECAE , Polycarbonate, DRX, EFM.**

## 1. Introduction

Les procédés de grandes déformations plastiques sont des techniques prometteuses pour le raffinement de la microstructure des matériaux. La plus connue et la plus répandue est celle de L'extrusion Angulaire à Section Constante (EASC) ou Equal Channel Angular Extrusion (ECAE). Inventée par le russe Segal au milieu des années 70. Depuis ces dernières années, ce procédé suscite une attention toute particulière dans le monde de la recherche.

La connaissance et la compréhension de l'évolution de la microstructure, est le sujet de nombreuses études sur l'ECAE [1-5]. Dans ce but, il est primordial de savoir analyser le mode de déformation appliqué pendant les essais. Le but de notre travail est de proposer une loi de comportement viscohyperélastic-viscoplastique basée sur des fonction consécutives décrivant mieux la déformation de polymère amorphe ( PC ) pendant l'extrusion ECAE.

## 2. Modèle Rhéologique

Dans le but d'analyser l'écoulement plastique induit par le processus d'extrusion angulaire (ECAE) sur le polymère amorphe (PC), un modèle viscohyperélastic-viscoplastique [6] a été utilisé. Ce modèle est basé sur la structure moléculaire des polymères et sur les micro-mécanismes de l'écoulement plastique en incluant la prise en compte de l'adoucissement et le durcissement entropique après écoulement. La représentation rhéologique est donnée en Figure 1. La résistance à la déformation dans le polycarbonate est la somme d'une résistance, notée  $A$ , due aux interactions intermoléculaires (constituée d'un ressort élastique en série avec un amortisseur visqueux) et d'une résistance, notée  $B$ , due à l'alignement du réseau macromoléculaire (constituée d'un ressort non linéaire de Langevin en série avec un amortisseur visqueux).

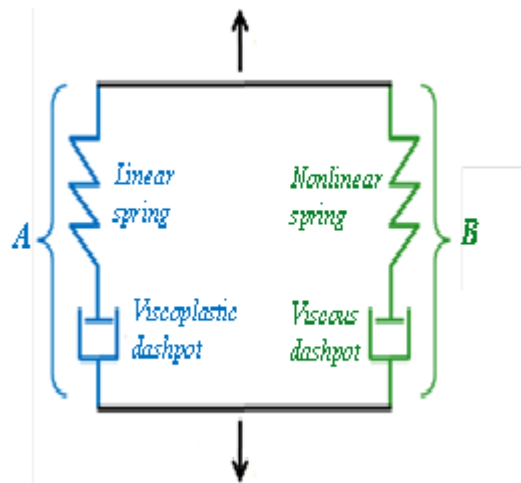


Figure 1 : Représentation rhéologique du modèle

Comme illustré en fig 1, la contrainte totale de Cauchy est donc la somme des contraintes des deux branches  $A$  et  $B$  ( soit  $T = T_A + T_B$  ). Le gradient de déformation de chaque résistance étant égal au gradient de la déformation totale  $\mathbf{F}$  ( soit  $\mathbf{F}_A = \mathbf{F}_B = \mathbf{F}$  ). La résistance  $A$  est constituée d'une raideur élastique linéaire en série avec un amortisseur viscoplastique. La contrainte de Cauchy  $T$  est donnée par :

$$\mathbf{T}_A = \frac{1}{J_A} \mathbf{C}_A^e \text{Ln}(\mathbf{V}_A^e) \quad (1)$$

Où  $J$  est le Jacobien,  $\text{Ln } V$  est la déformation de Hencky et  $C$  est le tenseur de rigidité élastique. La vitesse de déformation viscoplastique  $\dot{\gamma}_A$  s'exprime sous la forme :

$$\dot{\gamma}_A = \dot{\gamma}_{0,A} \exp \left[ -\frac{\Delta G(1-\tau_A/s)}{K\theta} \right] \quad (II)$$

Avec  $\dot{\gamma}_A$  un facteur pré-exponentiel,  $\Delta G$  l'énergie d'activation,  $S$  la résistance au cisaillement,  $k$  la constante de Boltzmann et  $\theta$  la température. Le terme  $\tau$  désigne la contrainte équivalente :

$$\tau_A = \left[ \frac{1}{2} \mathbf{T}_A \cdot \mathbf{T}_A \right]^{1/2} \text{ où } \mathbf{T}_A \text{ est la contrainte déviatorique.}$$

La résistance  $B$  comporte un ressort non-linéaire de Langevin en série avec un amortisseur visqueux. La contrainte de Cauchy s'exprime sous la forme suivante :

$$\mathbf{T}_B = \frac{1}{J_B} \frac{nK\theta}{3} \frac{\sqrt{N}}{\bar{\lambda}_B^N} \mathcal{L}^{-1} \left( \frac{\bar{\lambda}_B^N}{\sqrt{N}} \right) \left[ \bar{\mathbf{B}}^N - (\bar{\lambda}_B^N)^2 \mathbf{I} \right] \quad (III)$$

où  $J$  est le Jacobien,  $\mathbf{C}_r = nK\theta$  est le module caoutchoutique,  $N$  est le nombre de liens rigides entre enchevêtrements enchevêtrements. le terme  $\mathcal{L}^{-1}$  est la fonction de Langevin inverse.

$\bar{\lambda}_B^N = \left[ \frac{1}{3} \text{trace}(\bar{\mathbf{B}}^N) \right]^{1/2}$  est l'étirement moyen des chaînes du réseau. La viscosité de la branche  $B$  est régie par l'équation suivante :

$$\dot{\gamma}_B^F = C \left( \frac{1}{\lambda_B^F - 1} \right) \tau_B \quad (IV)$$

Le terme  $C$  est un paramètre de viscosité, et  $\tau_B = \left( \frac{1}{2} \mathbf{T}_B \cdot \mathbf{T}_B \right)^{1/2}$  est la contrainte équivalente,

$\mathbf{T}_B$  étant la contrainte déviatorique.

## 2.1 Simulation numérique :

Dans cette partie, une modélisation viscohyperélastico-viscoplastique a été adoptée et implémentée dans un code de calcul d'éléments finis Marc-MSR® pour simuler le mécanisme de la déformation du polycarbonate durant l'extrusion par le procédé ECAE.

## 2.2 Protocole expérimental

### 2.2.1 Dispositif ECAE

Les échantillons de PC ont été déformés par le procédé ECAE dans le Laboratoire de Mécanique LML de l'Université de Lille 1 à l'aide de l'équipe de chercheurs de Monsieur le Professeur Moussa Nait Abdelazize.

L'expérience ECAE a été faite à la température ambiante (au environ de 23°) à l'aide d'un coude à section transversale carrée ayant l'angle intérieure  $\Phi=90^\circ$  entre les deux canaux, l'angle extérieur  $\Psi=10^\circ$  et un rayon intérieur  $r$  de 2 millimètres. La section du canal est de dimensions 10×10 millimètre (Fig.2). Le montage d'ECAE a été adapté sur une machine d'essai du model 5800 de d'Instron® équipée d'une cellule de force de 50KN. Cette machine est reliée à un ordinateur autorisant le lancement des essais et l'acquisition des données par le logiciel d'interface de la machine appelé Blue- Hill® ce logiciel permet le pilotage d'essais à vitesses de déformation imposée. La vitesse de vérin de 45 mm/min a été maintenue constante pendant l'extrusion. Afin de diminuer les forces de frottements, les échantillons ont été lubrifiés avant d'être introduits dans le coude en utilisant la graisse de silicone.



Figure 2 : Dispositif expérimental de l'ECAE du Laboratoire LML.

### 2.2.2 Microstructure DRX

Des expériences WAXS ont été réalisées dans le but de quantifier le paramètre de l'orientation des chaînes macromoléculaires. Pour la cartographie des échantillons, les expériences ont été effectuées avec l'utilisation de la microsource (Xenocs, France) de 50Kv et 1 mA. La source de rayonnement Cu-K $\alpha$  ( $\lambda = 1.54 \text{ \AA}$ ) a été sélectionné et concentré à l'aide des miroirs FOX2D.

## 3. Résultats et discussion

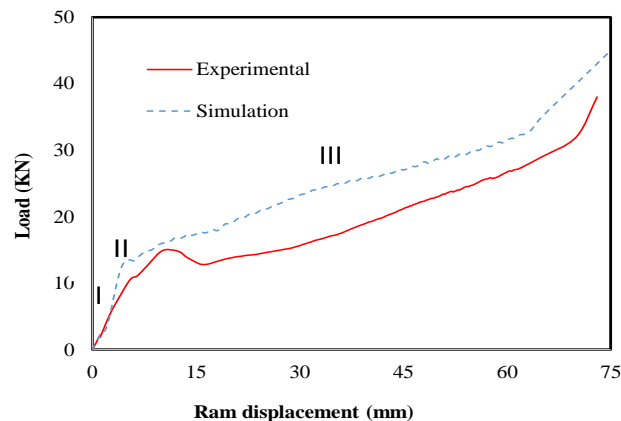


Figure 3 : Comparaison de la courbe force-déplacement expérimentale et simulée de l'essai de l'ECAE à température ambiante et à  $10^{-2} \text{ s}^{-1}$ .

Sur la figure 3, la courbe force-déplacement simulée en essai de l'ECAE à vitesse de déformation de  $10^{-2} \text{ s}^{-1}$  est comparée à celle obtenue expérimentalement. Dans son ensemble le modèle semble bien prédit.

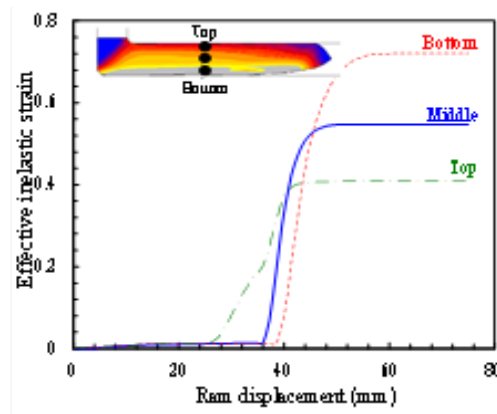
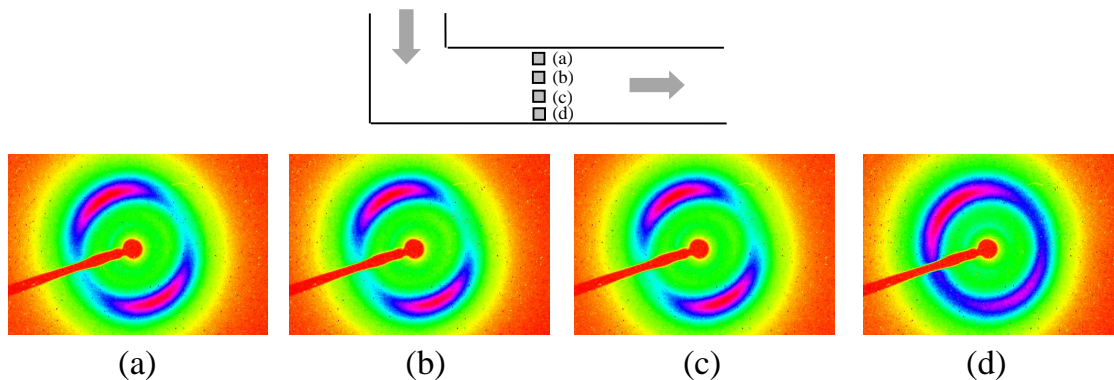


Figure 4 : taux de la déformation plastique en fonction de l'épaisseur de l'échantillon.

Le taux de la déformation plastique est souvent considéré dans la littérature comme indicateur de l'évolution de la microstructure des matériaux déformés par le processus ECAE, comme le confirme le suivi de points matériels qui a été pris à travers l'épaisseur de l'échantillon extrudé Figure 4. La déformation plastique effective donnée par éléments finis est clairement différente le long de la largeur de l'échantillon, elle augmente du bas en haut.

Les microstructures observées sur les clichés WAXS enregistrées avec le faisceau de rayons X orienté le long de la largeur de l'échantillon sont illustrées en Figure 5.



**Figure.5 Clichés 2D-WAXS dans la ligne à travers l'épaisseur [a-d]: (a)  $P_2 = 0.45$ , (b)  $P_2 = 0.51$ , (c)  $P_2 = 0.57$ , (d)  $P_2 = 0.53$ .**

Une orientation moléculaire est observée le long de la ligne verticale (a-d), (Fig5). Les valeurs de  $P_2$  indiquent que l'orientation moléculaire est plus élevée autour de la surface inférieure que la surface supérieure.

## 4 . Conclusion

Le développement de la microstructure de polymère amorphe tel que le PC durant l'extrusion par le processus ECAE a été examiné expérimentalement aussi bien que par simulation. En premier lieu, un modèle viscohyperelastic-viscoplastique à base physique a été présenté pour décrire les principaux aspects du comportement non linéaire en grandes déformations du PC. Les mesures locales faites par DRX ont révélé d'importants détails de l'orientation moléculaire du matériau déformé. Il est clair qu'il existe une région de l'écoulement plastique non uniforme à travers l'épaisseur, ce qui traduit la

progression de l'orientation des chaînes moléculaire du haut au bas. Ceci est en bon accord avec les résultats obtenus à partir des simulations.

## Références

- [1] C.K.Y. Li, Z.Y. Xia, H.J. Sue, Polym. 41 (2000) 6285-6293.
- [2] Z. Xia, H.J. Sue, T.P. Rieker, Macrom. 33 (2000) 8746-8755.
- [3] Z. Xia, H.J. Sue, A.J. Hsieh, J. Appl. Polym. Sci. 79 (2001) 2060-2066.
- [4] Z. Xia, H.J. Sue, A.J. Hsieh, J.W.L. Huang, J. Polym. Sci. Part B: Polym. Phys. 39 (2001) 1394-1403
- [5] F. Zaïri, B. Aour, J.M. Gloaguen, M. Naït-Abdelaziz, J.M. Lefebvre, Comp. Mater. Sci. 38 (2006) 202-216
- [6] F. Bouaksa, C. O, F. Zaïri , G. S , M. Naït, J.M. G , T. T, J.M. Comp. Mater. Sci. 85, 244-252